

N° d'enregistrement
au C.N.R.S.
A.O. 6246

ARTICLE PRINCIPAL
RECOUVRANT EN PARTIE

LA THESE DE DOCTORAT ES SCIENCES PHYSIQUES

présentée

A L'UNIVERSITE PARIS VI

par

M. M. ARZALIER

pour obtenir

le grade de Docteur Es-Sciences

Sujet de la thèse : Sur l'interprétation des structures obtenues lorsqu'un alliage est refroidi rapidement à une température où sa structure d'équilibre est soit monophasée soit biphasée. Application à la ferrite δ .

Soutenue le : 25 novembre 1971

devant la Commission d'Examen
composée de :

- M. G. CHAUDRON	Président
- M. J. BENARD	
- M. R. CASTRO	
- M. C. GOUX	Examineurs
- M. J. LEVY	

ARTICLE PRINCIPAL
RECOUVRANT EN PARTIE

LA THESE DE DOCTORAT ES SCIENCES PHYSIQUES

présentée

A L'UNIVERSITE PARIS VI

par

M. M. ARZALIER

pour obtenir

le grade de Docteur Es-Sciences



Sujet de la thèse : Sur l'interprétation des structures obtenues lorsqu'un alliage est refroidi rapidement à une température où sa structure d'équilibre est soit monophasée soit biphasée. Application à la ferrite δ .

Soutenue le : 25 novembre 1971

devant la Commission d'Examen
composée de :

- | | |
|------------------|------------|
| - M. G. CHAUDRON | Président |
| - M. J. BENARD | |
| - M. R. CASTRO | Examineurs |
| - M. C. GOUX | |
| - M. J. LEVY | |



Etude et essai d'interprétation du comportement à la trempe de la ferrite delta^(*)

par M. ARZALIER^(**) et C. GOUX^(***)

INTRODUCTION

Des travaux récents (1, 2) ont permis de connaître le comportement des familles d'alliages Fe-Cr et Fe-Mo lors d'un traitement thermique comportant un maintien à une température assez élevée pour que la structure de l'alliage soit ferritique δ suivi d'un refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante.

Les diagrammes d'équilibre de ces deux familles possèdent une double boucle austénitique (fig. 1); les compositions remarquables C_1 et C_2 qui apparaissent sur de tels diagrammes à domaine austénitique fermé permettent de classer les alliages de chaque famille en trois types suivant leur teneur C en élément d'addition :

— $C < C_1$: alliages de type I. La structure est entièrement austénitique dans un certain intervalle de température.

— $C_1 < C < C_2$: alliage de type II. La structure est biphasée $\gamma + \delta$ dans un certain intervalle de température; elle n'est jamais purement austénitique.

— $C_2 < C$: alliages de type III. La structure est ferritique à toute température inférieure au solidus.

Lors d'une trempe après maintien dans le domaine δ , les alliages Fe-Cr et Fe-Mo de type I se transforment totalement (l'échantillon devient entièrement austénitique puis l'austénite se transforme à son tour) alors que les alliages de type II ne subissent aucune évolution, comme les alliages de type III (1, 2).

Le comportement à la trempe des alliages Fe-Cr et Fe-Mo peut donc être prévu exactement à partir des diagrammes d'équilibre correspondants; cela est, en un sens, curieux car les diagrammes d'équilibre se réfèrent à des structures qui interviennent lorsque le métal est soumis à des variations suffisamment lentes de la tempé-

rature et ne permettent généralement pas de prévoir l'évolution d'une structure lorsque la température varie très rapidement au cours d'un traitement thermique, ce qui correspond au cas de la trempe.

Il nous a donc semblé utile de déterminer si les familles Fe-Cr et Fe-Mo constituent seulement des cas exceptionnels, ou si au contraire, elles font partie d'une classe plus vaste de familles d'alliages dont le comportement à la trempe peut être prévu par la seule connaissance de leurs structures stables dans l'intervalle de température traversé pendant le refroidissement.

Dans ce but nous nous sommes intéressés aux familles dont le diagramme d'équilibre est analogue à ceux des alliages Fe-Cr et Fe-Mo, c'est-à-dire possède un domaine austénitique fermé. Nous avons pu avancer une interprétation des phénomènes observés après avoir constaté qu'ils présentent des différences fondamentales avec ceux qui interviennent, entre autres, dans les familles d'alliages Fe-Ni et Co-Fe.

FAMILLES D'ALLIAGES DONT LE DIAGRAMME D'ÉQUILIBRE PRÉSENTE UNE DOUBLE BOUCLE AUSTÉNITIQUE

Les alliages Fe-Cr ou Fe-Mo trempés à partir de δ se transforment totalement ou pas du tout suivant qu'ils sont de type I ou II c'est-à-dire que leur teneur en chrome (ou molybdène) est inférieure ou supérieure à C_1 , limite de solubilité du chrome (ou du molybdène) dans la phase austénitique.

(*) Communication présentée aux Journées d'Automne de la Société Française de Métallurgie. Paris (octobre 1971).

(**) Uginé Aciers.

(***) Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.

Afin de déterminer la généralité de cette règle simple de comportement nous avons étudié la plupart des familles binaires dont le diagramme stable est analogue à celui des alliages Fe-Cr et Fe-Mo (fig. 2), en étendant nos investigations à quelques familles ternaires dérivées des précédentes par l'addition d'une quantité sensiblement constante d'un troisième élément (Fe-Cr-Ni, Fe-Mo-Ni, Fe-Si-Ni, Fe-Cr-Co, Fe-Mo-Mn); nous avons caractérisé chaque famille du point de vue comportement à la trempe à partir de δ d'une part et du point de vue des états structuraux d'équilibre d'autre part.

D'une façon générale les alliages d'une famille, refroidis à partir de δ , se transforment ou non suivant que

leur teneur en élément d'addition est faible ou importante (dans le cas d'alliages ternaires il s'agit des teneurs en éléments alphas tels que le chrome ou le silicium); on peut ainsi caractériser le comportement à la trempe d'une famille par les teneurs C'_1 et C''_1 telles qu'un alliage se transforme totalement, en partie ou pas du tout suivant que sa teneur en élément d'addition est inférieure à C'_1 , comprise entre C'_1 et C''_1 ou supérieure à C''_1 .

Du point de vue des états structuraux d'équilibre chaque famille est caractérisée par la composition remarquable C_1 qui apparaît sur le diagramme stable correspondant; en effet suivant que la teneur en élément d'addition est inférieure ou supérieure à C_1 , la structure monophasée austénitique est, ou non, un état stable de l'alliage.

Comportement à la trempe des diverses familles d'alliages.

L'étude de chaque famille s'est faite avec cinq à dix alliages de compositions différentes. Des éprouvettes de chaque alliage sont amenées à l'état structural ferritique δ par maintien à haute température puis sont trempées jusqu'à la température ambiante. On observe alors trois catégories de structures :

a. Une structure ferritique formée de gros cristaux aux contours très réguliers (fig. 3); il s'agit de ferrite δ hypertrempée (1); l'alliage n'a pas subi d'évolution au cours du refroidissement comme on peut le vérifier par microscopie à chaud.

b. De la martensite, de la ferrite massive ou une structure mixte formée d'un mélange des deux (fig. 4);

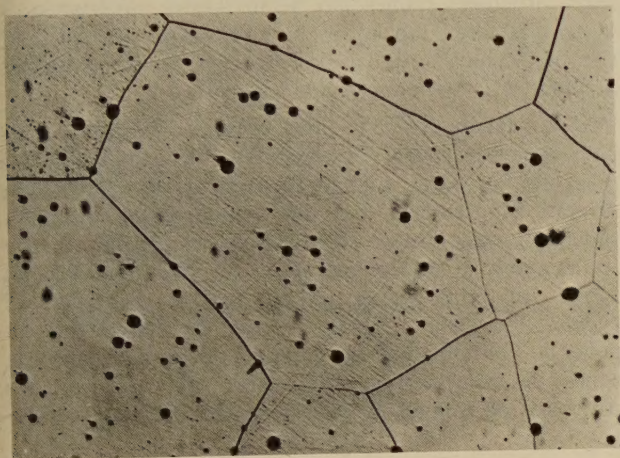
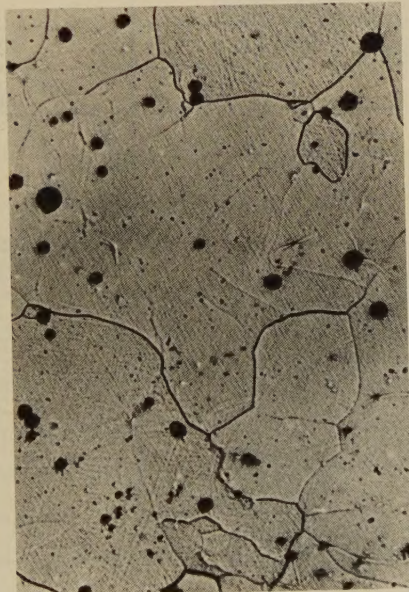


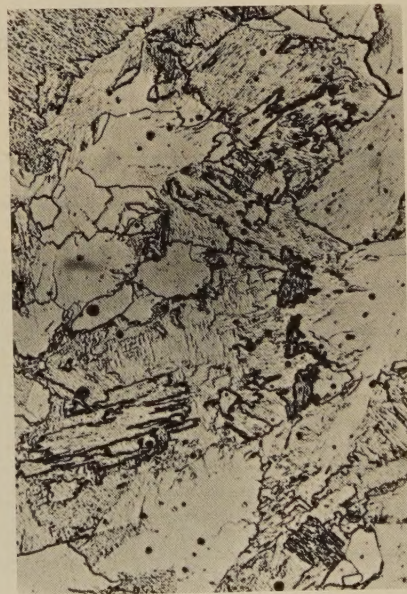
Fig. 3. — Ferrite δ hypertrempée. $\times 150$ (réduction de 1/4 à la reproduction). Alliage Fe-Mo-Ni (Mo : 7,4 %; Ni : 3,5 %, C : $30 \cdot 10^{-4}$ %).



a)



b)



c)

Fig. 4. — Structures provenant de la transformation de la ferrite δ .

- a) Martensite. $\times 200$ (réduction de 4/21 à la reproduction). Alliage Fe-Mo-Ni (Mo : 6,5 %, Ni : 3,6 %, C : $30 \cdot 10^{-4}$ %).
 b) Ferrite massive. $\times 200$ (réduction de 4/21 à la reproduction). Alliage Fe-P (P : 0,16 %, C : $30 \cdot 10^{-4}$ %).
 c) Structure mixte. $\times 150$ (réduction de 4/21 à la reproduction). Alliage Fe-Si-Ni (Si : 2,5 %, Ni : 2,13 %, C : $50 \cdot 10^{-4}$ %).

Afin de déterminer la généralité de cette règle simple de comportement nous avons étudié la plupart des familles binaires dont le diagramme stable est analogue à celui des alliages Fe-Cr et Fe-Mo (fig. 2), en étendant nos investigations à quelques familles ternaires dérivées des précédentes par l'addition d'une quantité sensiblement constante d'un troisième élément (Fe-Cr-Ni, Fe-Mo-Ni, Fe-Si-Ni, Fe-Cr-Co, Fe-Mo-Mn); nous avons caractérisé chaque famille du point de vue comportement à la trempe à partir de δ d'une part et du point de vue des états structuraux d'équilibre d'autre part.

D'une façon générale les alliages d'une famille, refroidis à partir de δ , se transforment ou non suivant que

leur teneur en élément d'addition est faible ou importante (dans le cas d'alliages ternaires il s'agit des teneurs en éléments alphagènes tel que le chrome ou le silicium); on peut ainsi caractériser le comportement à la trempe d'une famille par les teneurs C'_1 et C''_1 telles qu'un alliage se transforme totalement, en partie ou pas du tout suivant que sa teneur en élément d'addition est inférieure à C'_1 , comprise entre C'_1 et C''_1 ou supérieure à C''_1 .

Du point de vue des états structuraux d'équilibre chaque famille est caractérisée par la composition remarquable C_1 qui apparaît sur le diagramme stable correspondant; en effet suivant que la teneur en élément d'addition est inférieure ou supérieure à C_1 , la structure monophasée austénitique est, ou non, un état stable de l'alliage.

Comportement à la trempe des diverses familles d'alliages.

L'étude de chaque famille s'est faite avec cinq à dix alliages de compositions différentes. Des éprouvettes de chaque alliage sont amenées à l'état structural ferritique δ par maintien à haute température puis sont trempées jusqu'à la température ambiante. On observe alors trois catégories de structures :

a. Une structure ferritique formée de gros cristaux aux contours très réguliers (fig. 3); il s'agit de ferrite δ hypertrempée (1); l'alliage n'a pas subi d'évolution au cours du refroidissement comme on peut le vérifier par microscopie à chaud.

b. De la martensite, de la ferrite massive ou une structure mixte formée d'un mélange des deux (fig. 4);

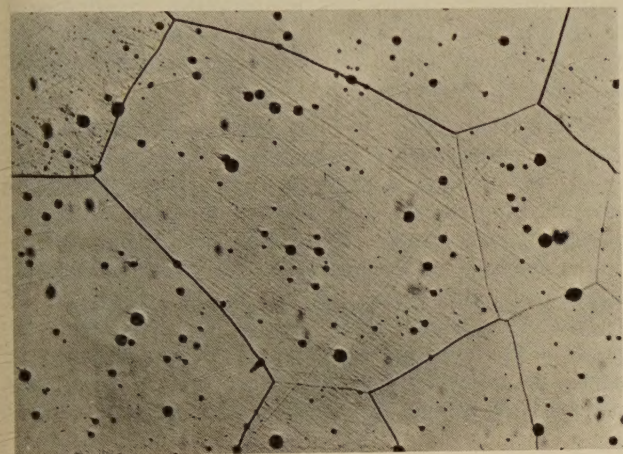
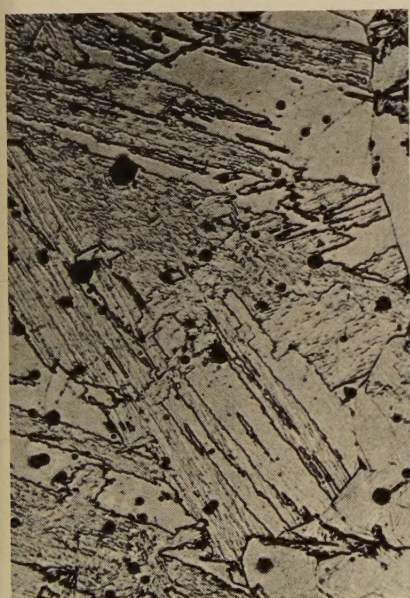
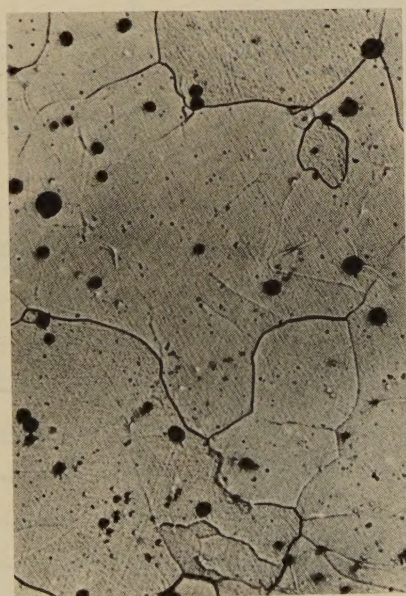


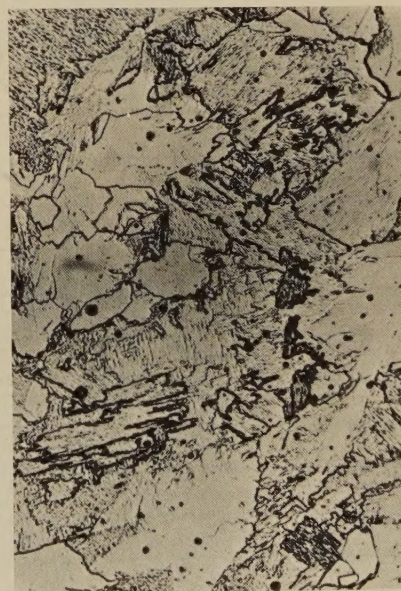
Fig. 3. — Ferrite δ hypertrempée. $\times 150$ (réduction de 1/4 à la reproduction). Alliage Fe-Mo-Ni (Mo : 7,4 %; Ni : 3,5 %, C : $30 \cdot 10^{-4}\%$).



a)



b)



c)

Fig. 4. — Structures provenant de la transformation de la ferrite δ .

- a) Martensite. $\times 200$ (réduction de 4/21 à la reproduction). Alliage Fe-Mo-Ni (Mo : 6,5 %, Ni : 3,6 %, C : $30 \cdot 10^{-4}\%$).
 b) Ferrite massive. $\times 200$ (réduction de 4/21 à la reproduction). Alliage Fe-P (P : 0,16 %, C : $30 \cdot 10^{-4}\%$).
 c) Structure mixte. $\times 150$ (réduction de 4/21 à la reproduction). Alliage Fe-Si-Ni (Si : 2,5 %, Ni : 2,13 %, C : $50 \cdot 10^{-4}\%$).

il s'agit là des structures de trempe typiques de la phase austénitique (2 à 5); lors du refroidissement, la ferrite δ s'est transformée en austénite laquelle a évolué à son tour.

c. Un mélange des structures a et b; lors du refroidissement une partie de l'échantillon s'est transformée alors que l'état structural de l'autre partie n'a pas subi de changement.

En fait cette dernière catégorie de structures ne peut s'observer que lorsque la vitesse de refroidissement est faible (par exemple dans des échantillons massifs refroidis à l'air).

Lorsque la vitesse est assez élevée, ce qui a été le cas lors de la trempe à l'eau d'éprouvettes de faible section (quelques millimètres de diamètre), les alliages se transforment soit totalement (structure finale b), soit pas du tout (structure finale a). Les comportements des alliages sont uniquement fonction de leurs compositions et tout se passe comme s'il existait une limite C_1 telle qu'un alliage se transforme totalement ou pas du tout suivant que sa teneur en élément d'addition est inférieure ou supérieure à C_1 . Cette limite C_1 peut être considérée comme indépendante de la vitesse de trempe dans la mesure où l'on n'a jamais observé qu'un alliage se transformant totalement lors d'une trempe, ne se transformerait pas du tout lors d'une trempe à une autre vitesse (nous avons utilisé pour cela des vitesses allant jusqu'à 10 000 °C/s).

L'examen d'une série d'alliages d'une même famille permet de déterminer un intervalle de composition en-

cadrant la limite C_1 (ou plutôt les limites C_1' et C_1'' qui sont, sinon confondues, du moins systématiquement très voisines); dans le tableau I nous avons figuré ces intervalles dont les bornes correspondent aux compositions des deux alliages les plus voisins, parmi ceux que nous avons étudiés, qui ont des comportements différents à la trempe.

Caractérisation des familles d'alliages du point de vue structural.

Les alliages des familles à domaine austénitique fermé peuvent être classés en trois types d'après la nature de leurs structures stables aux températures supérieures à la température ambiante (1); nous avons déterminé le type de chaque alliage élaboré ce qui permet d'estimer la limite C_1 relative à chaque famille.

D'une façon générale, nous avons recherché le type d'un alliage par voie micrographique en examinant une série d'échantillons trempés à l'eau après maintien à diverses températures. Si la durée de maintien en température est assez longue, la structure de l'alliage sera la forme stable à cette température; on détermine si cette forme est monophasée (γ ou δ) en examinant si l'échantillon obtenu après trempe est homogène du point de vue chimique ou comporte deux catégories de zones de compositions différentes; par examen des structures de trempe de l'alliage après maintien à diffé-

TABLEAU I

Famille d'alliage		Intervalle de composition encadrant les limites C_1' et C_1'' (identique à l'intervalle encadrant la limite C_1)
Fe-Ti	C : 30.10^{-4} %	Ti : 0,60 % - 0,70 %
Fe-V	C : 50.10^{-4} %	V : 1,6 % - 1,9 %
Fe-Cr	C : 100.10^{-4} %	Cr : 10,65 % - 11,05 %
Fe-Mo	C : 30.10^{-4} %	Mo : 2,4 % - 2,8 %
Fe-W	C : 30.10^{-4} %	W : 2,7 % - 3,4 %
Fe-Al	C : 30.10^{-4} %	Al : 0,6 % - 0,9 %
Fe-Si	C : 50.10^{-4} %	Si : 1,6 % - 1,7 %
Fe-Sn	C : 40.10^{-4} %	Sn : 1,5 % - 1,7 %
Fe-P	C : 40.10^{-4} %	P : 0,20 % - 0,25 %
Fe-As	C : 30.10^{-4} %	As : 1 % - 2 %
Fe-Sb	C : 30.10^{-4} %	Sb : 0,8 % - 1,5 %
Fe-Cr-Ni	Ni : 4 % ; C : 100.10^{-4} %	Cr : 13 % - 17 %
Fe-Cr-Co	Co : 1,9 % ; C : 100.10^{-4} %	Cr : 11,5 % - 14 %
Fe-Mo-Ni	Ni : 4 % ; C : 40.10^{-4} %	Mo : 7,3 % - 7,9 %
Fe-Mo-Mn	Mn : 2,7 % ; C : 40.10^{-4} %	Mo : 2,7 % - 3,4 %
Fe-Si-Ni	Ni : 3,9 % ; C : 45.10^{-4} %	Si : 3,2 % - 3,9 %

rentes températures, on peut ainsi connaître la nature des domaines structuraux d'équilibre, d'où le type de l'alliage.

Nous avons ainsi déterminé le type des cinq à dix alliages élaborés pour chaque famille ce qui permet de situer la limite C_1 correspondante par l'intervalle de composition dont les limites correspondent aux compositions des alliages les plus voisins de types différents (I ou II) (ces intervalles ont été figurés dans le tableau I).

Règle de comportement de la ferrite δ à la trempe.

Dans tous les cas l'intervalle de composition repérant la limite C_1 coïncide avec celui relatif à la limite C'_1 (tableau I) : dans aucune des familles étudiées nous n'avons pu distinguer les limites C_1 et C'_1 . Ainsi, lors d'une trempe (rapide) à partir du domaine δ jusqu'à la température ambiante, les alliages étudiés se transforment totalement ou pas du tout suivant que leur structure d'équilibre est :

- monphasée austénitique à certaines températures atteintes au cours de la trempe (alliages de type I).
- biphasée austéno-ferritique (ou ferritique) dans

l'intervalle de température traversé pendant la trempe (alliages de type II et III).

Le comportement mis en évidence dans les familles Fe-Cr et Fe-Mo (1,2) est donc, semble-t-il, général pour toutes les familles d'alliages à domaine austénitique fermé. On peut en rendre compte par la règle de comportement suivante :

lors d'une trempe :

— la ferrite δ ne se transforme jamais à des températures où la structure stable de l'alliage de même composition est austéno-ferritique.

— la ferrite δ se transforme très rapidement dès que la structure d'équilibre de l'alliage correspondant est monphasée austénitique.

Remarques sur l'austénite γ' provenant de la transformation de la ferrite δ .

Un alliage de type I trempé à partir de δ se transforme totalement en austénite, laquelle se transforme à son tour. La structure finale (fig. 4) est, dans la plupart des cas, identique à celle qui se forme lorsque le métal est trempé à partir de l'état austénitique; ainsi, par exemple, la structure d'alliages Fe-As pauvres en carbone

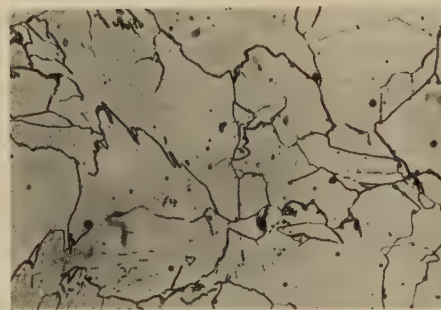
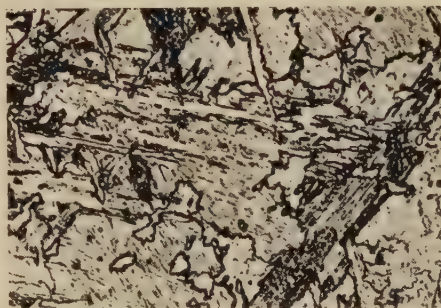
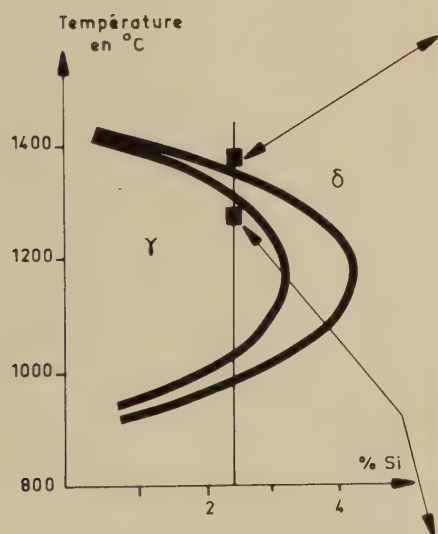


Fig. 5. — Influence de la transformation $\delta \rightarrow \gamma$ sur la structure de trempe de l'alliage Fe-Si-Ni à 2,5 % de Si, 2,7 % de Ni et $40 \cdot 10^{-4}$ % de C. Trempe à vitesse intermédiaire entre la trempe à l'huile et la trempe à l'eau.

- a) Température de maintien 1380 °C (δ). Martensite $\times 300$ (réduction de 2/5 à la reproduction).
 b) Température de maintien 1270 °C (γ). Ferrite massive $\times 200$ (réduction de 2/5 à la reproduction).

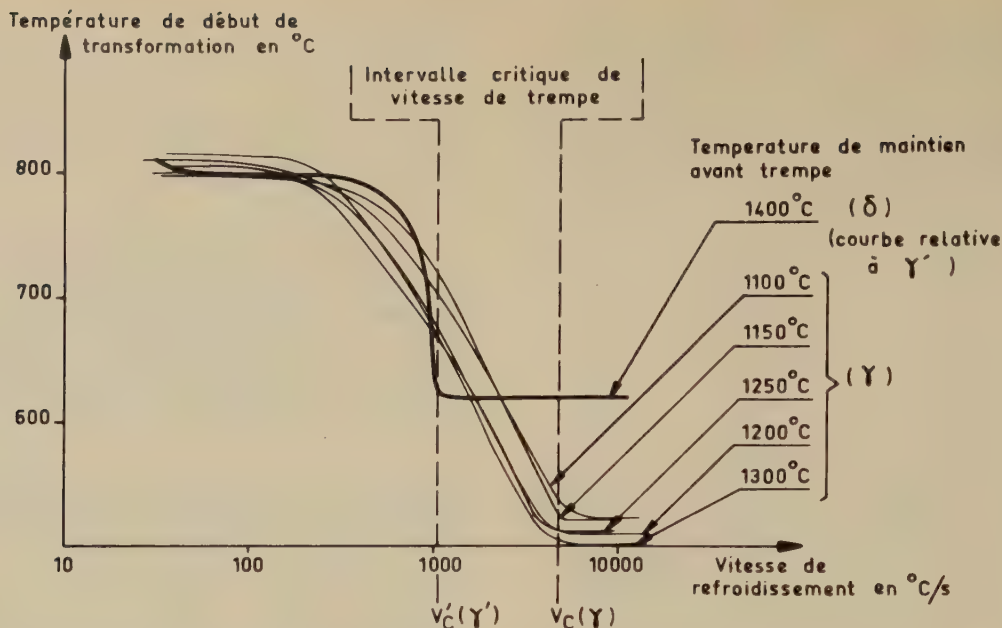


Fig. 6. — Influence de la transformation $\delta \rightarrow \gamma'$ sur la température de début de transformation de l'austénite. Alliage Fe-Si-Ni (Si: 2,5 %, Ni: 2,7 %, C: $40 \cdot 10^{-4}\%$).

(20 à $50 \cdot 10^{-4}\%$) est de la ferrite massive que la trempe (à l'eau) ait été faite après maintien en γ ou en δ .

Cependant il arrive que la structure de trempe d'un alliage dépende de l'état structural de départ; il en est ainsi pour l'alliage Fe-Si-Ni à :

- 2,5 % de silicium,
- 2,7 % de nickel,
- $40 \cdot 10^{-4}\%$ de carbone,

refroidi dans un mélange d'eau et d'huile soluble (mélange donnant une vitesse de refroidissement légèrement inférieure à celle de la trempe à l'eau) : suivant que le maintien a été effectué en δ ou en γ la structure finale est de la martensite ou de la ferrite massive (fig. 5). L'austénite γ' provenant de la transformation de la ferrite δ n'est donc pas identique à la phase d'équilibre γ , les différences entre ces deux phases étant suffisantes pour entraîner, dans certaines conditions « critiques » de traitement, un changement de la nature de leurs structures de trempe.

Nous avons cherché à préciser les différences de comportement entre γ et γ' en comparant les vitesses critiques V_c et V'_c qui caractérisent leur comportement à la trempe, V_c (resp. V'_c) étant la vitesse critique de trempe au-delà de laquelle la structure finale de l'alliage refroidi à partir de γ (resp. δ) est entièrement martensitique (6). Par analyse thermique absolue on peut construire point par point la courbe donnant la température de début de transformation d'un alliage en fonction de la vitesse de trempe, pour une température de maintien déterminée; cette courbe présente un palier horizontal, correspondant à la transformation martensitique, dont l'origine détermine la vitesse critique V_c (ou V'_c quand, l'alliage ayant été maintenu en δ , on envisage l'évolution de γ') (fig. 6). Nous avons construit

de telles courbes pour l'alliage Fe-Si-Ni cité précédemment, trempé après maintien à l'état austénitique ou à l'état ferritique δ (fig. 6). On constate que la courbe relative à γ' (alliage trempé à partir de δ) est distincte de celles relatives à l'austénite γ , ces dernières étant voisines quelle que soit la température d'austénitisation. Ainsi la vitesse critique V'_c , voisine de 1000°C/s est nettement inférieure à V_c , voisine de 4000°C/s : pour les trempes aux vitesses comprises entre V'_c et V_c la structure finale dépend de l'état structural de départ; elle est entièrement martensitique ou comporte de la ferrite massive suivant que le maintien a été fait en δ ou en γ . Lorsque la vitesse de refroidissement se trouve en dehors de cet intervalle critique, la nature de la structure finale ne dépend pas de l'état de départ.

Pour les vitesses supérieures à V_c l'alliage se transforme toujours de façon martensitique; mais la température de début de transformation martensitique M_s est plus élevée pour la phase γ' que pour la phase γ (fig. 6); cela n'entraîne pas de différences notables dans les structures observées par microscopie optique.

Conclusion.

Le comportement d'un alliage à base de fer lors d'une trempe à partir de la structure δ peut être prévu exactement en fonction de la nature de ses structures d'équilibre dans l'intervalle de température traversé pendant le refroidissement : la ferrite δ se transforme totalement ou pas du tout (en austénite γ') suivant qu'il existe ou non un intervalle de température dans lequel la structure monophasée γ est une forme stable de l'alliage.

Dans certains cas particuliers, les structures de trempe des phases γ' et γ peuvent être différentes, l'austénite γ' se transformant en martensite et la forme stable γ donnant de la ferrite massive.

GÉNÉRALITÉ DE LA RÈGLE DE COMPORTEMENT A LA TREMPE DE LA FERRITE δ

La règle de comportement d'une phase à la trempe, valable dans le cas de la ferrite δ , s'applique aussi, semble-t-il, à la phase β de certains alliages Cu-Zn (7); on peut donc se demander si cette règle est générale c'est-à-dire si lors d'un refroidissement rapide, toute phase A :

- ne se transforme jamais à une température où la structure stable de l'alliage correspondant est A + B;
- se transforme (en une phase B' voisine de B) dès que la structure stable de l'alliage devient monophasée B.

Il est intéressant, à ce sujet, d'envisager des familles dont les alliages ont aux températures supérieures à l'ambiante, des structures stables :

- A + B puis A lorsque leur teneur en élément d'addition est supérieure (respectivement inférieure) à une valeur C_1 ;
- B, A + B puis A lorsque leur teneur est inférieure (respectivement supérieure) à C_1 .

On peut alors comparer la valeur C_1 aux limites C'_1 et C''_1 caractérisant le comportement des alliages de la famille lors d'une trempe depuis l'état A jusqu'à la température ambiante.

Famille d'alliages Fe-Ni.

Dans la famille d'alliages Fe-Ni, pour laquelle les phases A et B correspondent à l'austénite et à la ferrite, la limite C_1 à 20 °C est comprise entre 5 et 15 % de nickel si l'on en juge d'après les différentes estimations du diagramme d'équilibre (8) (fig. 7).

Lors d'une trempe depuis l'état austénitique jusqu'à la température ambiante on obtient les résultats suivants :

- les alliages de teneur en nickel égale ou inférieure à 27 % se transforment totalement en une structure cubique centrée; pour les alliages de teneur comprise entre 6 à 8 % et 27 %, cette structure est toujours de la martensite; par contre dans les alliages de teneur en nickel inférieure on peut obtenir de la martensite ou de la ferrite massive suivant les conditions de refroidissement et de pureté (fig. 8);
- les alliages de teneur en nickel égale ou supérieure à 34 % de nickel s'hypertrent;
- les alliages de teneur en nickel comprise entre 29 % et 32 % se transforment partiellement; le domaine de transition n'est pas supprimé lorsque l'on augmente la vitesse de trempe : nous avons fait des trempes à l'eau de fils de 1 mm de diamètre et nous n'avons pas constaté d'influence sensible de la vitesse de trempe sur la quantité de martensite formée.

Les limites C'_1 et C''_1 relatives à la famille d'alliage Fe-Ni sont voisines de 28 % et 33 % de nickel et sont donc nettement supérieures à la limite C_1 qui est inférieure à 15 %. Les limites C_1 , C'_1 et C''_1 sont donc distinctes. Une austénite de teneur en nickel comprise entre C_1 et C'_1 , 20 % par exemple, se transforme totalement à la traversée d'un intervalle de température où la structure stable de l'alliage correspondant est austéno-ferritique. La règle de comportement valable pour la ferrite δ , ne s'applique donc pas aux alliages Fe-Ni trempés à partir de γ .

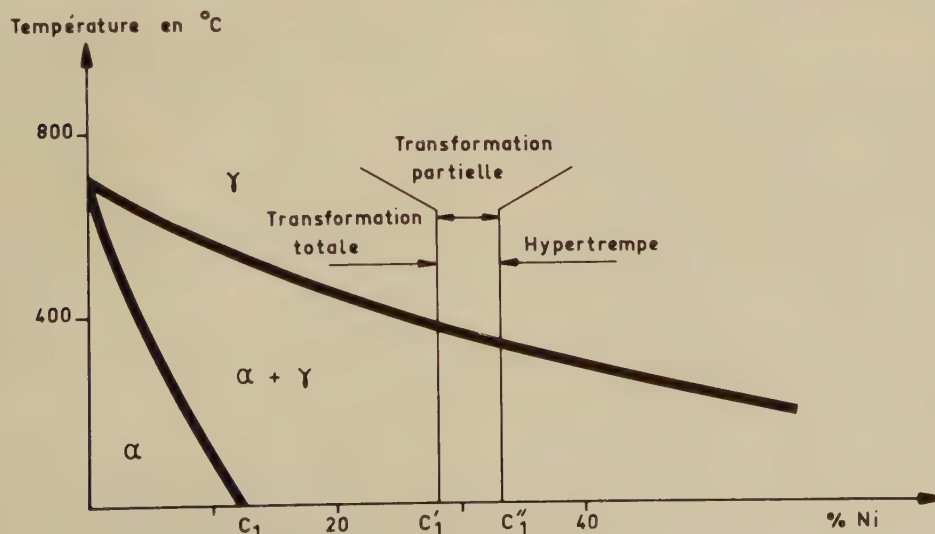


Fig. 7. — Diagramme d'équilibre des alliages Fe-Ni (d'après 7). Comportement à la trempe de l'austénite d'alliages Fe-Ni (alliages contenant $20 \cdot 10^{-4}$ % de carbone, trempés à partir de 1 000 °C).

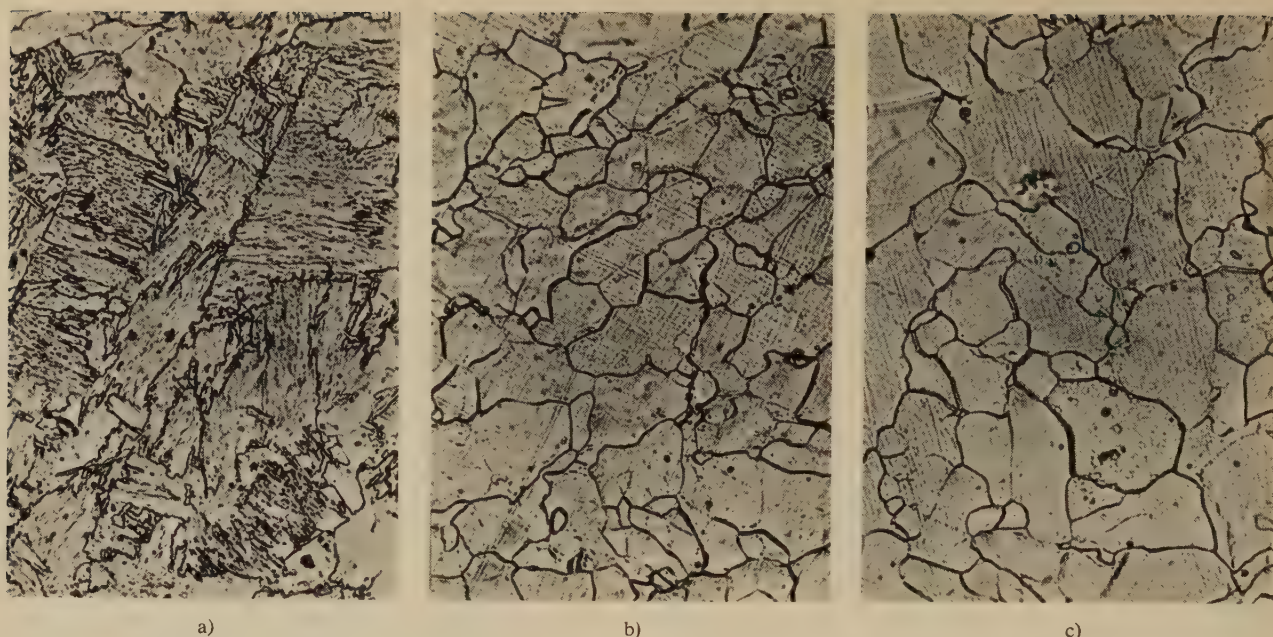


Fig. 8. — Influence de la vitesse de refroidissement et de la teneur en carbone sur la structure de trempe d'un alliage Fe-Ni à 5,5 % de nickel.

- a) Martensite. Teneur en carbone : $70 \cdot 10^{-4}\%$, trempe à l'eau.
- b) Ferrite massive. Teneur en carbone : $70 \cdot 10^{-4}\%$, trempe à l'air.
- c) Ferrite massive. Teneur en carbone : $10 \cdot 10^{-4}\%$, trempe à l'eau.

Alliages Co-Fe.

Les alliages Co-Fe de teneur en fer comprise entre 15 et 30 % (fig. 9), lors d'une trempe à partir de l'état austénitique jusqu'à la température ambiante, ont un

comportement analogue à celui des alliages Fe-Ni : les austénites de teneur en fer comprise entre 19 % et 24 % se transforment partiellement ou en totalité lorsque la structure stable de l'alliage correspondant est austéno-ferritique.

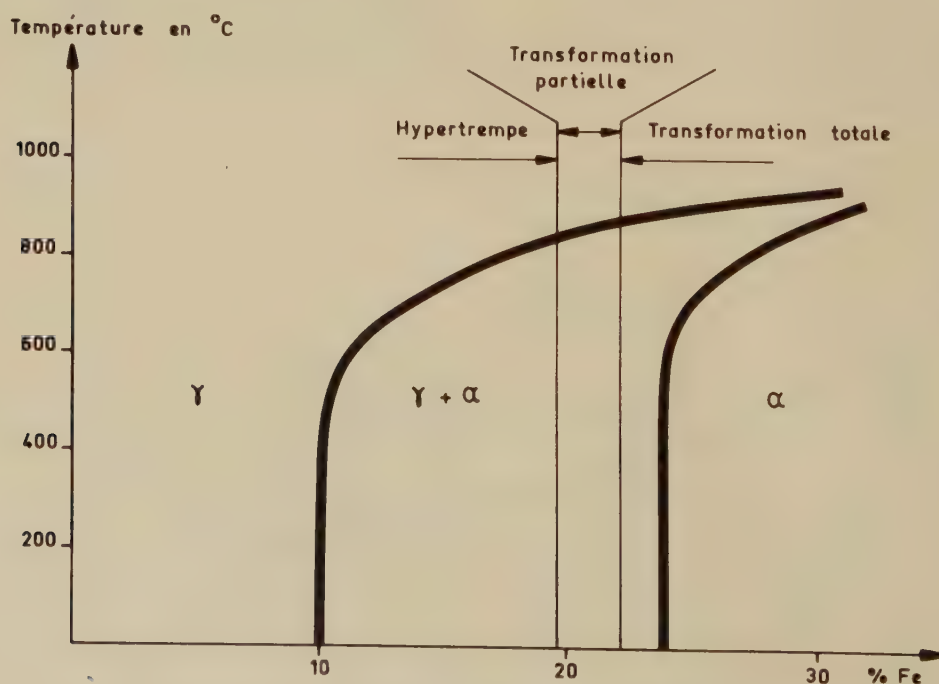


Fig. 9. — Diagramme d'équilibre des alliages Co-Fe (d'après (7)). Comportement à la trempe de l'austénite des alliages Co-Fe.

Le comportement des alliages Fe-Ni et Co-Fe est, semble-t-il, assez fréquent. Il se rencontre, par exemple, dans de nombreuses familles d'alliages à base de titane (Ti-Cr, Ti-Mo, Ti-Nb, Ti-Ta, Ti-V); dans chacune de ces familles existent des alliages qui par trempe à partir de β se transforment à des températures où leur structure stable est biphasée $\alpha + \beta$ (9).

Conclusion.

La règle de comportement d'une phase à la trempe, valable dans le cas de la ferrite δ , n'est pas générale; en effet pour de nombreuses familles trempées à partir de l'état A :

— les alliages dont la structure stable est monophasée B à certaines températures atteintes au cours de la trempe se transforment totalement;

— les alliages dont la structure stable est biphasée A + B (ou A) dans l'intervalle de température traversé se transforment totalement tant que le pourcentage maximum de phase A dans la structure stable est supérieur à une certaine valeur fonction de la nature de la famille; au-dessous de cette valeur les alliages se transforment partiellement puis s'hypertrempent totalement.

TENTATIVE D'INTERPRÉTATION

Lorsqu'une famille d'alliages subit un traitement de trempe nous considérons deux comportements typiques :

— celui qui correspond, entre autres, aux alliages Fe-Ni trempés à partir de γ ;

— celui qui intervient de façon systématique dans les alliages à domaine austénitique fermé trempés à partir de δ .

Pour tenter d'interpréter de façon qualitative l'existence de ces deux catégories de familles on peut préciser les comportements en distinguant les différents mécanismes de transformation et les conditions dans lesquelles chaque mécanisme peut intervenir.

Classification schématique des transformations allotropiques.

Les transformations allotropiques d'une phase A en une phase B peuvent se faire suivant deux mécanismes (10).

Suivant le premier mécanisme il y a progression continue de la phase B au détriment de la phase A; cette croissance provient d'un réarrangement individuel, au niveau de l'interface A-B, des atomes de A qui prennent ainsi la configuration de B. On peut distinguer deux classes dans ces transformations par croissance

suivant que la phase B a ou non la même composition que la phase d'origine A.

Dans le premier cas la transformation est qualifiée de massive (3 à 5); la vitesse de croissance est limitée par le réarrangement individuel des atomes au niveau de l'interface c'est-à-dire par une diffusion sur de courtes distances (de l'ordre de grandeur de quelques distances interatomiques).

Dans le deuxième cas on peut qualifier la transformation de « par croissance avec diffusion »; le changement de composition est en effet assuré par une diffusion sur de longues distances, c'est-à-dire de l'ordre de grandeur de la dimension des cristaux. Cette diffusion limite la vitesse de transformation qui, toutes choses égales par ailleurs, sera beaucoup plus faible que la vitesse de croissance massive.

Le deuxième mécanisme de transformation, dit martensitique, affecte la phase initiale « bloc par bloc » (4, 11); un bloc de la phase A devient un volume correspondant de la phase B grâce à un mouvement coopératif de tous ses atomes assimilable à celui entraîné par une série de cisaillements; ce passage de A à B est, sauf exceptions, pratiquement instantané.

Conditions dans lesquelles peuvent intervenir les différentes transformations.

La phase B qui se forme lors d'une transformation par croissance provient d'un réarrangement individuel des atomes de A au niveau de l'interface A-B; nous supposons que cette phase B est stable lorsqu'elle se forme. Cette hypothèse a les deux conséquences suivantes :

— la transformation par croissance avec diffusion de A en B ne peut se produire qu'aux températures où l'alliage de même composition que A possède une structure stable A + B;

— la transformation massive de A en B ne peut intervenir que si la structure stable de l'alliage correspondant est monophasée B.

La transformation martensitique affecte un bloc de phase A lorsque certaines conditions thermodynamiques sont respectées, c'est-à-dire lorsque l'enthalpie libre de A cesse d'être inférieure à celle de la martensite augmentée du supplément nécessaire à l'amorçage de la transformation. On peut déduire de ce comportement dû à l'absence de diffusions des indications qualitatives au sujet de la structure stable de l'alliage aux températures M_s et M_F auxquelles se forment le premier et le dernier cristal de martensite : rien ne s'oppose à ce que cette structure soit biphasée A + B dans certains alliages et monophasée B dans d'autres (12). L'intervalle M_s - M_F dans lequel se produit la transformation martensitique d'un alliage, fonction essentiellement de la composition de l'alliage, peut donc, lorsqu'il existe, se trouver soit dans l'intervalle de température où la structure A + B est stable soit dans celui où la structure B est stable. Lorsque la composition de l'alliage varie l'intervalle M_s - M_F décrit une zone qui peut se trouver

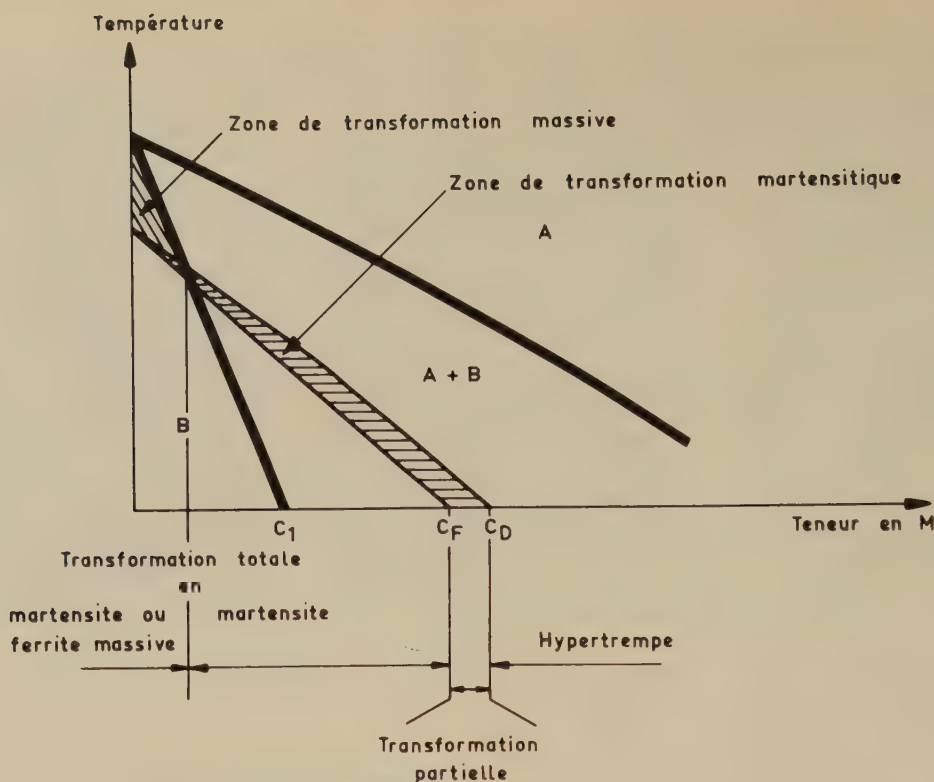


Fig. 10. — Familles pour lesquelles la zone de transformation martensitique traverse le domaine A + B. Comportement à la trempe.

soit dans le domaine A + B, soit dans le domaine B; deux catégories de familles sont donc susceptibles d'exister suivant la position de la zone de transformation martensitique.

Comportement à la trempe des alliages Fe-Ni.

Considérons les familles pour lesquelles la zone de transformation martensitique de la phase A traverse le domaine de stabilité A + B et soient C_D et C_F les compositions limites de cette zone à la température ambiante (fig. 10). Lors d'une trempe depuis l'état A jusqu'à la température ambiante, assez rapide pour éviter les diffusions sur de longues distances, les alliages se transforment totalement, partiellement ou pas du tout suivant que leur teneur en élément d'addition est inférieure à C_F comprise entre C_F et C_D ou supérieure à C_D ; les teneurs C'_1 et C''_1 (Cf. § « Comportement à la trempe des diverses familles d'alliages ») coïncident avec C_F et C_D et sont donc indépendantes de la teneur C_1 du diagramme d'équilibre. On retrouve le comportement observé, entre autres, dans les alliages Fe-Ni refroidis à partir de γ .

Comportement à la trempe des familles d'alliages à domaine austénitique fermé.

Supposons que dans le cas des alliages à domaine austénitique fermé la zone de transformation martensitique

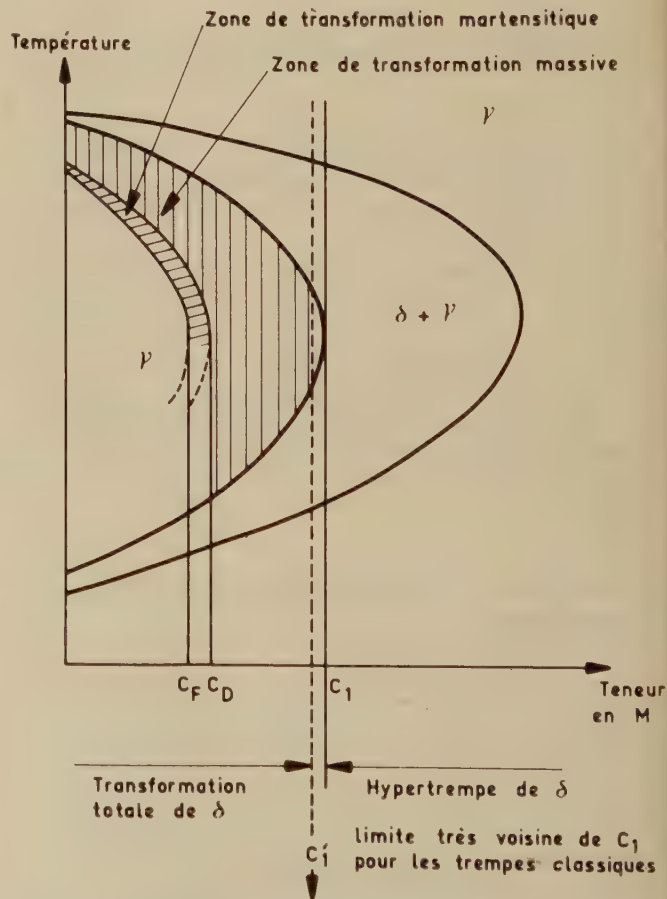


Fig. 11. — Interprétation du comportement à la trempe de la ferrite.

tique de la ferrite δ soit située dans le domaine austénitique (fig. 11) et envisageons des refroidissements à partir de δ assez rapides pour empêcher les diffusions sur de grandes distances.

Les alliages de teneur supérieure à C_1 (alliages de type II ou III) ne peuvent se transformer ni de façon massive, ni de façon martensitique : ils s'hypertrempent.

Les alliages de teneur inférieure à C_1 (alliages de type I) peuvent se transformer massivement puisqu'ils ont une structure stable monophasée γ dans un certain intervalle de température. Mais pour que la transformation ait le temps de se produire il faut que cet intervalle ait une dimension supérieure à une valeur minimale; la limite C'_1 ne devrait donc pas être exactement confondue avec C_1 mais lui être inférieure.

Cependant le domaine de stabilité de l'austénite se trouve à une température très élevée (peu éloignée de la température de fusion) et l'agitation thermique favorise la transformation massive; on conçoit alors que celle-ci puisse se faire à très grande vitesse; la limite C'_1 relative à une vitesse de trempe classique serait donc extrêmement voisine de la limite C_1 et pourrait ne pas en être distinguée par l'expérience; il en serait de même de la limite C''_1 qui est comprise entre C'_1 et C_1 . Un tel comportement correspond effectivement à celui observé pour toutes les familles d'alliages à domaine austénitique fermé refroidis à partir du domaine δ .

Le comportement à la trempe de la ferrite δ peut donc être interprété en supposant que seule la transformation massive est susceptible d'affecter cette phase, tout au moins au voisinage de C_1 .

STRUCTURES PARTICULIÈRES

OBTENUES PAR TREMPE DE LA FERRITE δ

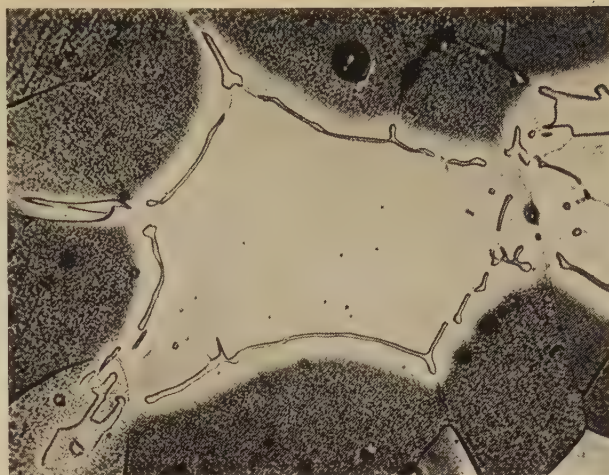
- se transforme totalement s'il est de type I,
- ne se transforme pas du tout s'il est de type II.

Cependant dans certaines conditions de traitement et en certaines zones de l'échantillon :

- des alliages de type I trempés à partir de δ , laissent apparaître un peu de ferrite δ hypertrempée,
- des alliages de type II trempés à partir de δ subissent une transformation partielle (2, 13).

Ces phénomènes s'interprètent en faisant intervenir la transformation partielle de la ferrite δ par croissance avec diffusion qui se produit dans le domaine biphasé $\delta + \gamma$ lorsque la vitesse de refroidissement est insuffisante pour empêcher les diffusions sur de longues distances (en particulier des impuretés telles que le carbone).

Dans des alliages trempés à partir de l'état $\delta_{(II)} + \gamma$ apparaissent parfois des « auréoles » (2); on peut les expliquer de la même façon : lors de la trempe, la ferrite δ de type II subirait une transformation partielle par croissance avec diffusion localisée au voisinage des cristaux d'austénite d'équilibre qui servent de germes.



a)



b)

Fig. 12. — Alliages Fe-P (P : 0,16 %, C : 30.10⁻⁴%) trempé à l'eau à partir de 1 325 °C.

a) Microphotographie. $\times 400$ (réduction de 1/5 à la reproduction).

b) Schéma explicatif :

- 1 — $\gamma \rightarrow$ ferrite massive
- 2 — $\delta \rightarrow \gamma' \rightarrow$ ferrite massive
- 3 — δ hypertrempée
- 4 — $\delta \rightarrow \gamma' \rightarrow$ ferrite massive.

Par ailleurs nous avons observé des structures complexes dans certains alliages trempés à partir de l'état $\delta_{(I)} + \gamma$ (fig. 12) : toute la ferrite δ s'est transformée excepté un mince lambeau situé à plusieurs microns de l'ancienne interface austéno-ferritique. Cette structure peut s'interpréter comme suit :

— lors du maintien en température, l'austénite était en équilibre avec la ferrite δ de type I;

— au début du refroidissement la ferrite δ , au contact de l'austénite, commence à se transformer en austénite γ' par croissance avec diffusion (la structure stable de l'alliage correspondant à la ferrite est $\delta + \gamma$ dès le début de la trempe), le changement de composition affectant seulement les éléments en position d'insertion tels que le carbone (fig. 13); il y a donc croissance d'une auréole de même teneur en phosphore que la ferrite δ mais de teneurs en impuretés (C, N₂) diffé-

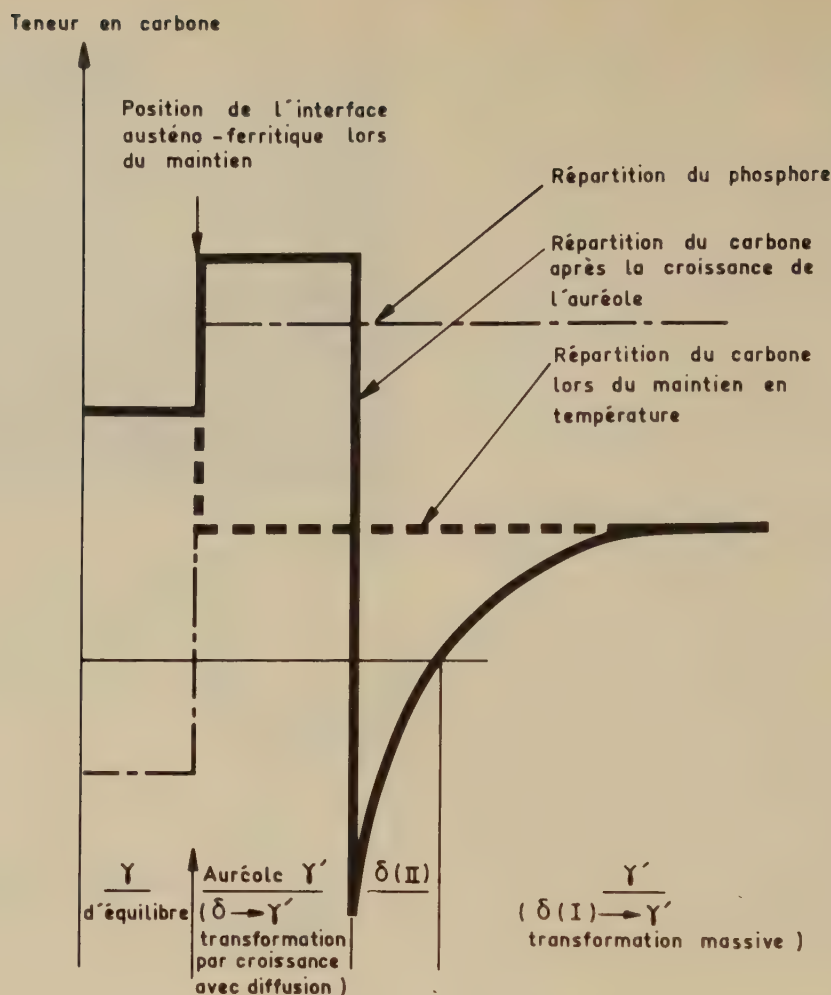


Fig. 13. — Interprétation de la structure de trempe représentée sur la figure 12.

rentes; la composition de la ferrite au contact de l'auréole se modifie et un lambeau de ferrite devient de type II (fig. 13);

— lorsque la température devient assez basse la transformation par croissance avec diffusion ne peut plus se produire; la ferrite qui est restée de type I se transforme en austénite massive γ' tandis que le lambeau de ferrite δ de type II s'hypertrempe;

— par la suite du refroidissement l'austénite d'équilibre et la phase γ' se transforment en ferrite massive.

En définitive, les considérations exposées au § « Tentative d'interprétation » qui supposent que seule la transformation massive peut affecter la ferrite δ sont insuffisantes pour expliquer certaines structures particulières apparaissant dans des alliages refroidis à partir de δ ; mais ces considérations n'étaient valables que pour des refroidissements à des vitesses interdisant les diffusions sur les longues distances; s'il n'en est pas ainsi il faut tenir compte de la transformation par croissance avec diffusion. Nous avons pu expliquer ainsi tous les phénomènes observés en supposant que pendant la trempe la ferrite δ est susceptible d'être affectée, non seulement par la transformation massive mais aussi par la transformation par croissance avec diffusion.

CONCLUSION

Nos travaux font suite à des études récentes ayant montré que le comportement à la trempe d'une ferrite binaire Fe-Cr et Fe-Mo peut être prévu connaissant la position de la droite représentant l'alliage dans le diagramme d'équilibre correspondant (1, 2).

Nous avons retrouvé un tel lien entre le comportement à la trempe d'un alliage et la nature de ses structures stables dans l'intervalle de température traversé, pour toutes les familles d'alliages binaires ou plus complexes représentées dans un diagramme d'équilibre à domaine austénitique fermé: la composition limite C'_1 , séparant les alliages qui se transforment de ceux qui s'hypertrempe par refroidissement à partir de δ , n'a jamais pu être distinguée de la composition remarquable C_1 du diagramme d'équilibre. Il semble ainsi que lors d'une trempe rapide :

— la ferrite δ ne se transforme jamais aux températures où la structure stable de l'alliage de même composition est austéno-ferritique;

— la ferrite δ se transforme totalement dès que la structure stable de l'alliage correspondant devient monophasée austénitique.

Nous avons essayé de vérifier si cette règle permet, d'une façon générale, de prévoir le comportement d'une phase quelconque lors d'un traitement de trempe. Mais, bien que les limites remarquables C_1 des diagrammes d'équilibre Fe-Ni et Co-Fe soient mal connues à la température ambiante, elles semblent distinctes de la limite C'_1 relative à ces alliages trempés à partir de l'état austénitique; la phase γ de certains alliages pourrait donc se transformer totalement en une phase voisine de α dans un intervalle de température où la structure stable est $\gamma + \alpha$.

Ainsi la correspondance entre le comportement d'un alliage à la trempe et la nature de ses structures d'équilibre dans l'intervalle de température traversé, observée de façon systématique dans le cas de la ferrite δ , n'existerait pas toujours lorsque la phase initiale n'est pas ferritique δ .

L'examen des mécanismes des trois groupes de transformations allotropiques, à savoir transformations martensitiques, massives ou par croissance avec diffusion, montre que deux grandes catégories d'alliages peuvent être distinguées :

Les alliages de l'une de ces catégories ne peuvent se transformer que de façon martensitique ou par croissance avec diffusion, tout au moins dans un certain intervalle de composition; C'_1 ne correspond à aucune limite caractéristique du diagramme d'équilibre comme il a été observé dans les alliages Fe-Ni ou Co-Fe trempés à partir de γ .

Les alliages de l'autre catégorie sont susceptibles de se transformer de manière massive ou par croissance avec diffusion. Lors de refroidissements assez rapides pour supprimer la diffusion, il ne reste que la transformation massive et le comportement de l'alliage est lié à la nature de ses structures stables dans l'intervalle de température traversé pendant la trempe : dans le cas d'alliages trempés à partir de δ , ceux de type I se transforment et ceux de type II s'hypertrempent.

Lors de refroidissements plus lents la transformation par croissance avec diffusion peut, elle aussi, intervenir;

cela suffit pour expliquer toutes les structures particulières, plus ou moins complexes, parfois observées dans des alliages trempés à partir de δ ou $\delta + \gamma$.

Remerciements

L'étude présentée ci-dessus a été réalisée en collaboration avec la Société Ugine-Aciers et grâce à son aide matérielle : nous sommes heureux de remercier cette Société.

BIBLIOGRAPHIE

- (1) M. LACOUE et C. GOUX. — *Mém. Sci. Rev. Mét.*, **63** (1966), 805.
- (2) B. CHAMPIN et C. GOUX. — *Mém. Sci. Rev. Mét.*, **66** (1969), 375.
- (3) W.S. OWEN, E.A. WILSON et T. BELL. — *2nd Int. Mat. Symp. Univ. Calif.* (1964), 167.
- (4) J.W. CHRISTIAN. — In « Martensite » E.R. Petty, Longman, London (1970), p. 11.
- (5) T. BELL. — In « Martensite », E.R. Petty, Longman, London (1970), p. 65.
- (6) H. NUMATA, M. ARZALIER et C. GÓUX. — *C. R. Acad. Sci.* **276 C** (1972), 1085.
- (7) D.A. KARLYN, J.W. CAHN et M. COHEN. — *Trans. AIME*, **245** (1969), 197.
- (8) M. HANSEN. — *Constitution of Binary Alloys*. Mc Graw Hill, New York (1958).
- (9) A.D. MC QUILLAN et M.K. QUILLAN. — « Titanium ». H.m. Finnstun, London (1956).
- (10) J.W. CHRISTIAN. — « The theory of transformations in metals and alloys », Pergamon, Oxford (1965).
- (11) B.A. BILBY et J.W. CHRISTIAN. — « The mechanism of phase transformation in metals », *Inst. of Metals* (1956), 121.
- (12) M. ARZALIER. — *C. R. Acad. Sci.*, **270 C** (1970), 187.
- (13) R. TRICOT et R. CASTRO. — *Mém. Sci. Rev. Mét.*, **63** (1966), 657.

